

PACS numbers: 06.60.Vz, 61.72.Ff, 62.20.mt, 62.20.Qp, 81.20.Vj, 81.40.Np, 81.70.Bt

Вплив відновлювального натоплювання присадним дротом VT22sv на втомні показники зразків зі стопу VT22

А. О. Горпенко, О. І. Семенець

АТ «АНТОНОВ»,
вул. Мрії, 1,
03062 Київ, Україна

У роботі проведено дослідження механічних властивостей зразків зі стопу VT22, підданих відновному аргонодуговому натоплюванню присадним дротом VT22sv у середовищі аргону із застосуванням зовнішнього змінного магнетного поля та подальшому локальному термообробленню (ЛТО). Дослідження показали, що недостатній захист під час натоплювання призвів до утворення дефектів у зоні топлення зразків першої групи, що понизило їхню стійкість до втомного руйнування. Зразки другої групи, що мали пори у натопленому шарі, демонстрували значну розбіжність у напруженні. Пори, які розташовувалися поряд з отвором, слугували концентраторами напружень і сприяли розвитку тріщин. Водночас, відсутність пор біля отвору та проведене ЛТО значно поліпшили якість натопленого шару та зони термічного впливу, що привело до значних напрацювань зразка під час втомних випробувань. Одержані результати, зокрема практичні, підтверджують важливість дотримання встановлених параметрів натоплення, кінцевого оброблення деталей і режимів ЛТО для підвищення ефективності та надійності процедури відновлення.

Ключові слова: високоміцний титановий стоп VT22, поверхневі дефекти, зварювання, зона термічного впливу, циклічне навантаження.

This study investigates the mechanical properties of VT22-alloy samples sub-

Corresponding author: Artem O. Horpenko
E-mail: timanz.ag@gmail.com

'Antonov' Company,
1 Mrii Str., 03062 Kyiv

Citation: A. O. Horpenko and O. I. Semenets, The Effect of Reducing Surface Cladding with VT22sv Filler Wire on the Fatigue Performance of Samples Made of VT22 Alloy, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46**, No. 11: 1095–1110 (2024) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.46.11.1095](https://doi.org/10.15407/mfint.46.11.1095)

jected to restorative argon arc cladding using BT22sv-filler wire in an argon environment with the application of an external alternating magnetic field, followed by local heat treatment (LHT). The research reveals that insufficient protection during cladding led to defects in the fusion zone of the first group of samples, which reduce their resistance to fatigue failure. The second group of samples, which had pores in the clad layer, exhibits significant variability in service life, as pores located near the hole act as stress concentrators and facilitate crack development. In contrast, the absence of pores near the hole and the application of LHT significantly improve the quality of the clad layer and the heat-affected zone, resulting in substantial service life during fatigue testing. The findings provide valuable practical insights and emphasize the importance of adhering to established cladding parameters, final processing of parts, and LHT regimes to enhance the effectiveness and reliability of the restoration process.

Key words: high-strength titanium BT22 alloy, surface defects, welding, heat-affected zone, cyclic loading.

(Отримано 8 серпня 2024 р.; остаточн. варіант — 14 жовтня 2024 р.)

1. ВСТУП

Відновлення поверхонь і підвищення довговічності високонавантажених компонентів є критично важливими завданнями в багатьох галузях промисловості, включаючи авіаційну й оборонну сфери. Зокрема, це стосується матеріалів, які працюють в умовах високих температур і навантажень, таких як титанові стопи. Титанові стопи завдяки своїм високим питомим характеристикам міцності, низькій густині та відмінній корозійній стійкості широко використовуються для виготовлення деталей, що працюють в екстремальних умовах [1–3].

Метод натоплювання присадним дротом у середовищі інертних газів є одним з ефективних способів відновлення зношених поверхонь і збільшення експлуатаційного ресурсу деталей [4–6]. Використання зовнішнього змінного магнетного поля під час натоплювання уможливорює поліпшити якість з'єднання та мінімізувати утворення дефектів, таких як пори та тріщини. Додаткове локальне термооброблення (ЛТО) може значно поліпшити механічні властивості натоплених шарів у локальній зоні, де було застосовано відновлювальну технологію натоплювання, за рахунок модифікування мікроструктури, забезпечуючи підвищення твердості, міцності та стійкості до втомного руйнування.

Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України розробив технологію відновлення поверхні пошкоджених деталей методом натоплювання з використанням присадних дротів зі стопів СП15sv і BT22sv у середовищі інертних газів із застосуванням зов-

нішнього магнетного поля [7, 8]. Цю технологію частково було впроваджено на підприємстві АТ «АНТОНОВ», де було відновлено поверхню великого деталю літака Ан-124 з титанового ступу ВТ22, що мав локальний знос глибиною у понад 1,5 мм. Для поліпшення механічних властивостей відновленого деталю було застосовано ЛТО, яке включало швидкий нагрів до температури однофазного β -розчину та подальше короткочасне старіння [9–11].

Незважаючи на численні переваги цих методів, залишаються відкритими питання щодо оптимізації технологічних параметрів та умов оброблення, зокрема щодо зменшення впливу пор та інших дефектів на кінцеві механічні властивості виробів. Наявність пор у натопленому шарі може істотно понижувати міцність і довговічність матеріялу, що особливо важливо в умовах циклічних навантажень.

У цій статті досліджено вплив відновлювальної технології зварювання на втомні характеристики високоміцного титанового ступу ВТ22. Для цього було виготовлено зразки для проведення втомних випробувань. Мета дослідження полягала у всебічному дослідженні шістьох зруйнованих зразків з отвором зі ступу ВТ-22, до яких було застосовано технологію відновного натоплювання з використанням дроту ВТ22св (Ti-5,7Al-5,5Mo-5,5V-1,5Cr-0,3Zr).

2. МАТЕРІЯЛИ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Для проведення втомних випробувань у плиті товщиною у 15 мм було виконано фрезерування для подальшого виготовлення шістьох стандартних зразків типу «лопатка». В центральній частині плити також було знято поверхневий шар глибиною у 1–1,5 мм (рис. 1, а), що імітувало зношену поверхню реальних деталів, в межах якої було виконано відновлювальне натоплювання присадним дротом ВТ22св в середовищі аргону. Параметри режиму натоплювання підбиралися з урахуванням мінімізації глибини протоплення та зони термічного впливу (ЗТВ) за заданої ширини натопу. Для регулю-

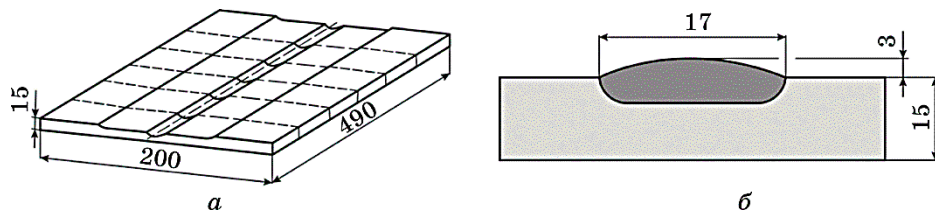


Рис. 1. Схема вирізки зразків для проведення втомних випробувань (а) і схема параметрів натопленого шару (б).

Fig. 1. Diagram of sample cutting for fatigue testing (a) and diagram of the parameters of the deposited layer (b).

ТАБЛИЦЯ 1. Параметри режиму натоплювання дослідних зразків.

TABLE 1. Parameters of the deposition mode of experimental samples.

Параметри натоплення	Значення
Струм зварювання, А	270
Напруга дуги, В	12,5
Швидкість натоплювання, м/г	5,5
Швидкість подачі дроту, м/г	35
Частота керувального магнетного поля, Гц	20
Магнетна індукція керувального магнетного поля, мТл	5,5

вання цих параметрів використовували змінне зовнішнє магнетне поле, що дало змогу керувати процесом формування шару. Параметри режиму натоплювання та кінцеві розміри шва наведено в табл. 1 і на рис. 1, б відповідно.

Наявність натопленого шару у зразках неминуче супроводжується значним погіршенням усього комплексу механічних властивостей. Тому плиту в подібному натопленому стані було піддано ЛТО в центральних зонах зразків.

Для проведення ЛТО було використано експериментальну установку, що уможливило проводити нагрів поверхні товщиною у 10–12 мм одночасно з обох сторін. Проведений швидкісний НВЧ-нагрів під гартування до $900 \pm 15^\circ\text{C}$ та охолодження на повітрі дали змогу прибрати макро- й мікроструктурну неоднорідності, що спостерігалися у вихідному натопленому стані, а також нівелювати початкову відмінність у твердості. Під час гартування найбільш проблемну ЗТВ було піддано фазовій перекристалізації, за рахунок чого вдалося понизити залишкові напруження до рівня, близького відпаленому стану.

Застосування подальшого НВЧ-старіння, а саме, нагріву до температури у 600°C та витримки 20 хвилин, привело до того, що як у матеріалі натоплення, так і в ЗТВ утворився стабільний двофазний $\alpha + \beta$ -стан, який, незважаючи на деяке збільшення мікротвердості в перехідній зоні, характеризувався низьким рівнем залишкових напружень.

Після проведення натоплювання та ЛТО було виконано вирізку та кінцеве оброблення шістьох зразків типу «лопатка», а після оброблення в центральній зоні всіх зразків був виконаний отвір $\Phi 6$ мм з необхідною шерсткістю поверхні на рівні $Ra 0,8$ мкм (рис. 2).

Випробування зразків здійснювали на гідравлічній машині УИМ-25 до їхнього повного руйнування від нульового циклу ($R = 0$) з частотою у 3 Гц з навантаженнями $P_{\text{макрозтяг}} \cong 90$ кН і $P_{\text{макстиск}} \cong 60$ кН. Для зручності оброблення одержаних результатів зразки були розділені на дві групи у відповідності до їхнього характеру руйнування. В пе-

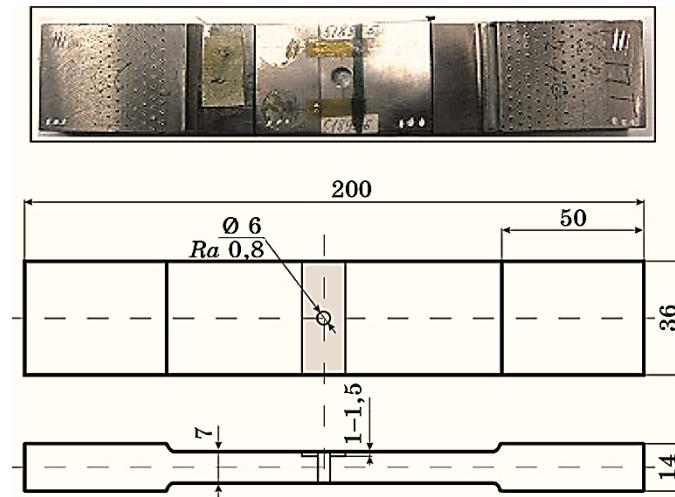


Рис. 2. Зовнішній вигляд і схема зразка з відновленою поверхнею, що пройшов втомні випробування.

Fig. 2. Appearance and diagram of the specimen with the restored surface that underwent fatigue testing.

ршу групу увійшли три зразки, що були зруйновані в місці стоплення основного металу з натопленням, в другу — зразки, у яких руйнування відбувалося від отвору (див. табл. 1).

Структуру та поверхню руйнування зразків вивчали за допомогою оптичного (Neophot-21) і сканувального (TESCAN VEGA 3) мікроскопів. Мікротвердість зразків визначали методом інструментального індентування за Віккерсом (HV) на мікротвердомірі QNESS 60A+EVO із навантаженням у 0,3 Н.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ЕКСПЕРИМЕНТУ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Руйнування зразків першої групи відбувалося в зоні топлення основного металу з натопом; це може бути зумовлено недостатнім захистом поверхні шва під час натоплювання у середовищі інертних газів.

Без захисної атмосфери аргону метал піддається впливу Оксигену та Нітрогену з повітря, що може привести до утворення оксидів і нітрідів на поверхні зварювальної ванни. Це істотно погіршує змочування та протоплення основного металу, про що свідчать кольори плинності на поверхні зламів.

Зразок 1 мав найбільш окиснену поверхню, що зумовило найнижчі напрацювання до руйнування під час проведення випробувань на втому з усіх зразків (табл. 2).

ТАБЛИЦЯ 2. Напрацювання зразків після проведення втомних випробувань.**TABLE 2.** Operating time of samples after fatigue testing.

№ зразка		<i>N</i> , цикл.
Група 1	1	3917
	2	7054
	3	6378
Група 2	4	14784
	5	28388
	6	14192

На відміну від зразків 1 і 3, руйнування зразка 2 відбувалося як в зоні топлення, так і від отвору.

Руйнування зразків мало початковий крихкий і подальший втомний характер.

У зразках 1 і 3 тріщини розвинулися по краю зони топлення. На поверхні тріщин виділялися три зони, які відрізнялися за своєю будовою (рис. 3):

– гладка, блискуча зона з кольорами плинності (за невеликих збільшень на поверхні цієї зони видно поодинокі стовпчасті зерна, через які відбувалося руйнування, а також риски від механічного оброблення, що могли виникнути під час виконання пазів перед зварюванням, що вказує на часткове стоплення основного металу з на-топом);

**Рис. 3.** Зовнішній вигляд зразка 1, що зруйнувався в процесі втомних випробувань.**Fig. 3.** Appearance of specimen 1 that failed during fatigue testing.

– темна зона з грубим макрорельєфом (ЗТВ) (ця зона характеризується значними змінами мікроструктури під впливом високих температур);

– гладка матова ділянка з кільцевими лініями втоми (ця ділянка вказує на подальший розвиток втомного руйнування після початкового крихкого).

У зразку 2 тріщини мали змішаний характер розвитку, зароджуючись як від зон стоплення, так і від пори діаметром у 70 мкм, яка утворилася під час зварювання в натопленому шарі поблизу поверхні отвору. Її розвиток відбувався через поєднання крихкого та в'язкого механізмів, з наявністю зон початкового втомного підростання в зоні натоплення. Треба також зазначити, що наявна зона остаточного руйнування, яка розташовувалася у натопленому шарі, вказує, що розвиток тріщини відбувався паралельно — як від поверхні зразка, так і від отвору.

Фотографії та схеми будови зламів зразків 1, 2 першої групи наведено на рис. 4.

У кожному зразку другої групи виявлено по дві тріщини, що розвинулися від поверхні отвору. Під час дослідження із застосуванням невеликих збільшень у зонах стоплення зразків 4, 6 було виявлено дефекти у вигляді множинних пор, діаметер яких становив

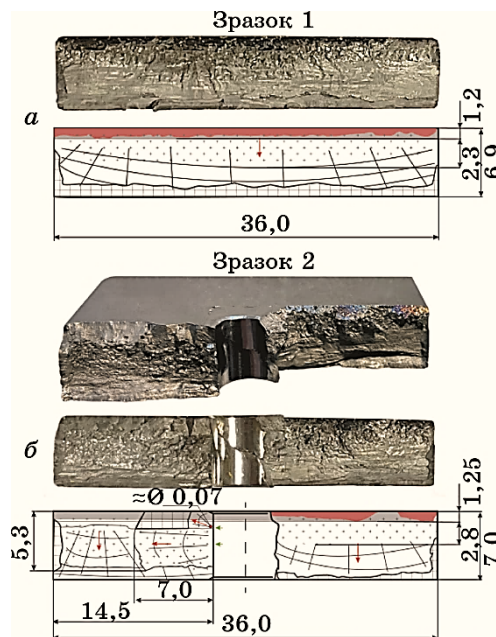


Рис. 4. Зовнішній вигляд та схеми будови зламів зразків 1 (а) та 2 (б).

Fig. 4. Appearance and fracture structure diagrams of specimens 1 (a) and 2 (b).

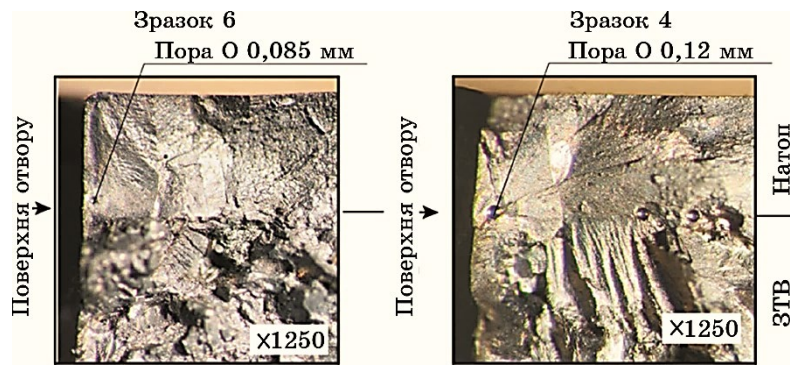


Рис. 5. Фотографії фрагменту зламів двох зразків 4 та 6 з порами в натопленому шарі, від яких почався розвиток втомних тріщин.

Fig. 5. Photographs of fracture fragments of two specimens 4 and 6 with pores in the deposited layer, from which fatigue cracks are started to develop.

0,05–0,10 мм. Зародження тріщин відбувалося від пор, що розташовувалися у натопленому шарі поблизу отвору, але не виходили на його поверхню (рис. 5). На відміну від двох попередніх зразків, ініціювання тріщин у зразку 5 відбувалося у зоні термічного впливу. В зоні натоплення також фіксувалися поодинокі пори діаметром до 0,05 мм.

Під час макрофрактографічного дослідження було встановлено, що зародження та розвиток тріщин зразків 4, 6 відбувався від поверхні отворів за змішаним крихким і в'язким механізмами за наявності початкових зон втомного підростання тріщин. З досяганням ЗТВ поверхня зламів стала більш нерівномірною через мікроструктурні зміни та підвищену концентрацію напружень, що сприяє більш швидшому розвитку тріщини. У ЗТВ спостерігаються ознаки в'язкого та частково крихкого руйнування, зокрема, пластичні деформації матеріалу навколо тріщини. Крихке руйнування відбувалось як інтеркристалітно по межах β -зерен, так і транскристалітно за елементами структури. Наприкінці тріщин поряд із переважаючим ямковим мікрорельєфом виявлялася невелика кількість фасеток крихкого руйнування.

На відміну від двох попередньо розглянутих зразків, руйнування зразка 5 відбувалося у ЗТВ поблизу натопленого шару та мало більш згладжений рельєф порівняно з іншими зразками цієї групи, що може вказувати на більш підвищену пластичність цієї зони.

На рисунку 6 наведено фотографії та схеми будови зламів зразків 5 і 6.

Дослідження зразків на сканувальному електронному мікроскопі виявило наступні особливості їхнього руйнування.

На початкових ділянках тріщин зразків першої групи мікроре-

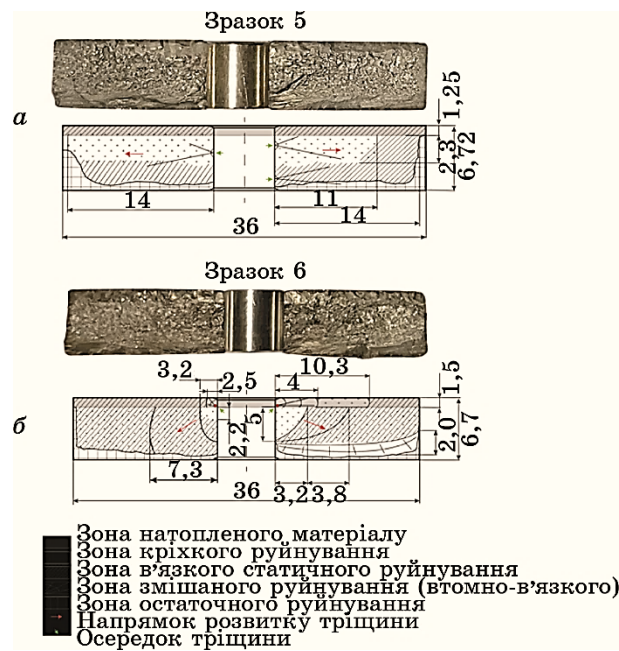


Рис. 6. Фотографія та схема будови зламів зразків 5 (а), 6 (б).

Fig. 6. Photograph and fracture structure diagram of specimens 5 (a), 6 (b).

льеф у зонах часткового стоплення складався з окремих стовпчастих зерен, що руйнувалися за механізмом злиття мікропор і гладких ділянок нестоплення поверхні, на яких чітко розрізнялися сліди від механічного оброблення (рис. 7, а). У ЗТВ спостерігався змішаний крихкий мікрорельєф, який складався з зерномежових фасеток і ділянок відколу та квазівідколу (рис. 7, б). У зоні втоми виявлявся борознистий мікрорельєф (рис. 7, в).

В процесі дослідження було встановлено, що зразки групи 2 мають змішаний характер руйнування — повторно-статичний (малоциклова втома) та крихкий міжзеренний. Зародження тріщин у зразках 4, 6 відбувалося за втомним механізмом від пор діаметром до 0,12 мм, що розташовувалися на віддалі у 80–100 мкм від поверхні отвору в зоні натоплювання (рис. 8, 9).

Наявність вторинних мікротріщин, що розвинулися від пори, вказує на значну концентрацію напружень і початкове місце руйнування (рис. 10, а). У зламі натопленого металу з подальшим ростом тріщини спостерігався регулярний борознистий мікрорельєф (рис. 10, б). У основному металі у ЗТВ були виявлені переважно крихкі фасети відколу (рис. 10, в) і невелика кількість мікроділянок міжзеренного руйнування. Долом між елементами крихкого руйнування відбувався за допомогою в'язкого механізму злиття мі-

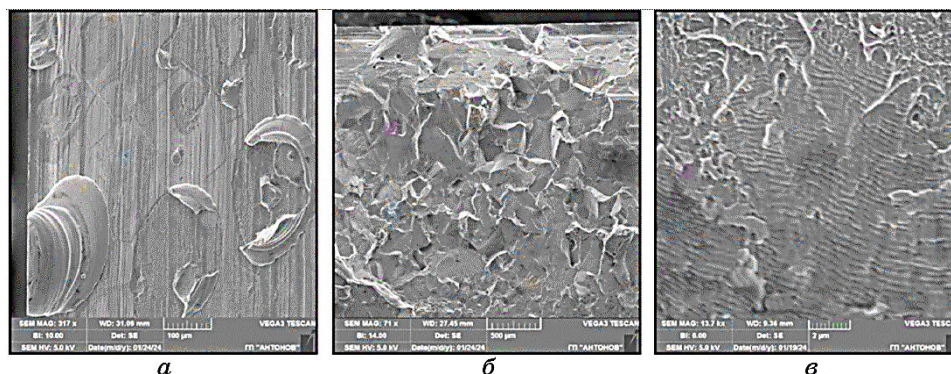


Рис. 7. Вид поверхні зламів зразків першої групи у зоні натоплення (*a*), у ЗТВ (*б*) й у зоні втомного розвитку (*в*).

Fig. 7. Appearance of the fracture surfaces of the specimens from the first group in the deposited zone (*a*), in the HAZ (*б*), and in the fatigue development zone (*в*).

кропор (рис. 10, *з*). У міру зростання тріщини (поза ЗТВ) переважав механізм пришвидшеної втоми — в зламі спостерігався характерний транскристалічний мікрорельєф, що чергувався з ділянками в'язкого ямкового мікрорельєфу.

Зародження тріщини у зразку 5 відбувалося від поверхні отвору у

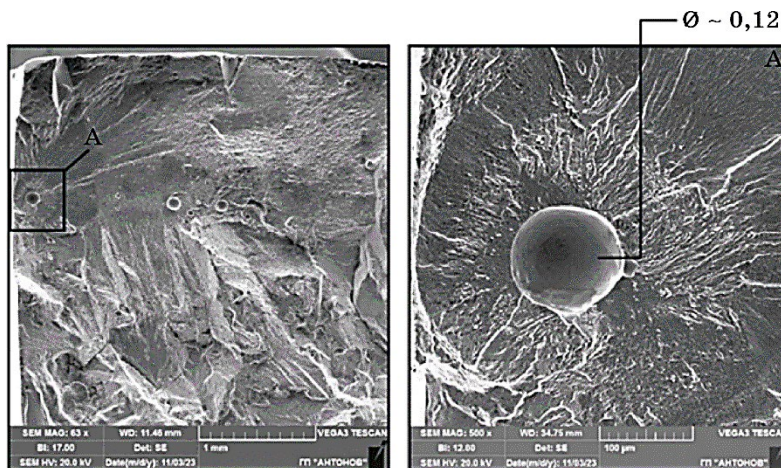


Рис. 8. Вид пори в середину тріщини зразка 4, яка розвинулася у натопленому шарі праворуч від поверхні центрального отвору.

Fig. 8. View of the pore at the crack initiation site of specimen 4, which developed in the deposited layer to the right of the surface of the central hole.

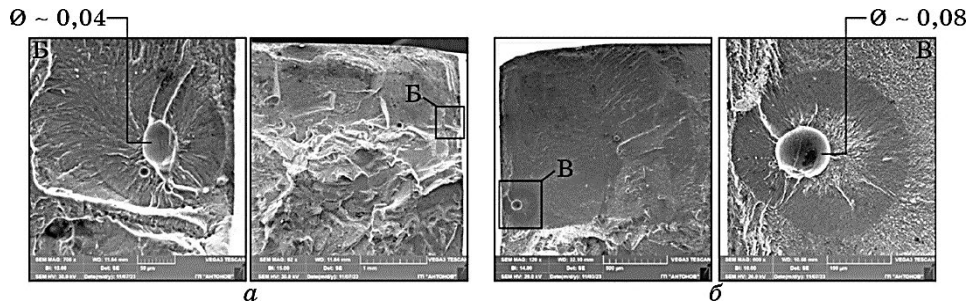


Рис. 9. Вид пор в осередку тріщини зразка 6, які розвинулися у натопленому шарі ліворуч (*a*) і праворуч (*б*) від поверхні центрального отвору.

Fig. 9. View of the pores at the crack initiation site of specimen 6, which developed in the deposited layer to the left (*a*) and right (*б*) of the surface of the central hole.

ЗТВ (рис. 11). У зламів в зоні натоплювання поблизу поверхні отвору фіксувалася пора діаметром у 0,05 мм, але вона істотно не вплинула на розвиток основної тріщини (рис. 12, *a*).

В подальшому в тріщині спостерігався згладжений мікрорельєф з характерним для втоми струмковим візерунком (рис. 12, *б*), в якому зі збільшенням виявлявся борознистий мікрорельєф (рис. 12, *в*). Далі поверхня зламів стала більш нерівномірною через мікроструктурні зміни та підвищену концентрацію напружень. Наявність плоских фасеток зерен із чіткими зеренними межами, на поверхні яких спостерігалися текстурні особливості та деталі морфо-

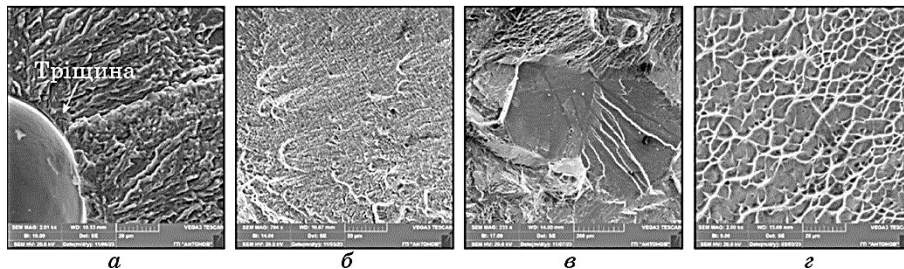


Рис. 10. Характерний мікрорельєф поверхні зламів зразків 4, 6, а саме: вид початкового руйнування від пори за більшого збільшення (*a*), вид борознистого мікрорельєфу (*б*), фасетки відколу у ЗТВ (*в*), в'язкий ямковий мікрорельєф у зоні остаточного руйнування (*г*).

Fig. 10. Characteristic microtopography of the fracture surfaces of specimens 4 and 6: view of initial failure from a pore at higher magnification (*a*), view of the grooved microtopography (*б*), facets of the fracture within the HAZ (*в*), ductile dimpled microtopography in the final failure zone (*г*).

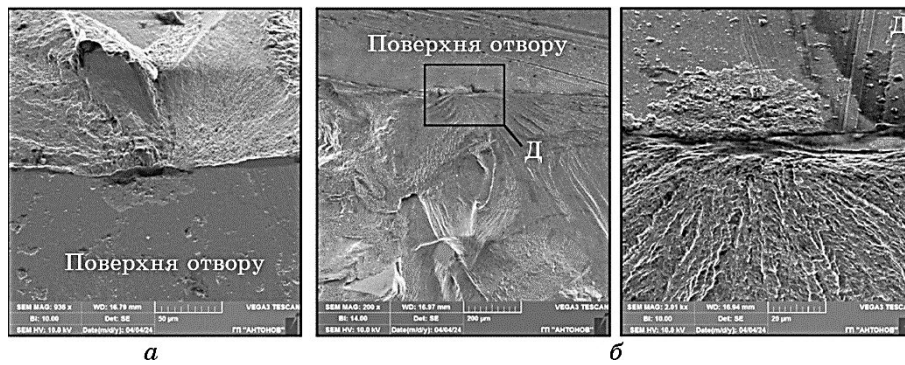


Рис. 11. Вид осередків тріщини зразка 5, які розвинулися у ЗТВ ліворуч (а) і праворуч (б) від поверхні центрального отвору.

Fig. 11. View of the crack initiation sites of specimen 5, which developed in the HAZ to the left (a) and right (b) of the surface of the central hole.

логії квазікрихкого руйнування, може свідчити про нерівномірний розподіл легувальних елементів у зерні під час термічного оброблення зразка, що привело до утворення різних фаз, зон з різними механічними властивостями (рис. 12, з).

Для встановлення впливу ЛТО на кінцеву структуру та механічні властивості зразків було виготовлено шліфи у висотному напрямку.

Виконано міряння мікротвердості всіх зразків у трьох напрям-

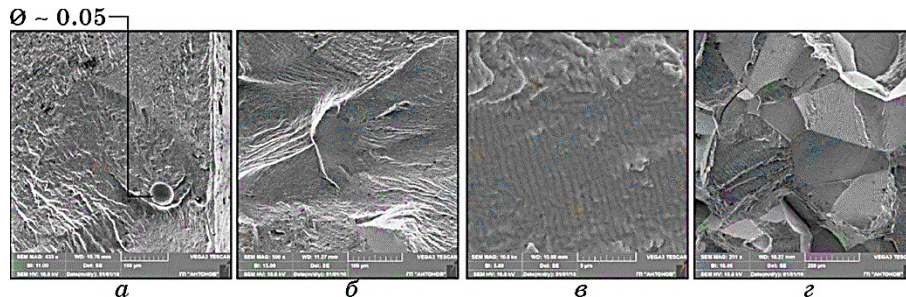


Рис. 12. Характерні мікрорельєфи поверхні зламу зразка 5: пора в натоплені поблизу поверхні отвору (а), втомний мікрорельєф на деякому віддаленні від осередку тріщини (б), вид борозенчастого мікрорельєфу (в), фасетки відколу зерен з мікроділянками крихкого та в'язкого міжзеренного руйнування у ЗТВ (г).

Fig. 12. Characteristic micro topographies of the fracture surface of specimen 5: pore in the deposited layer near the surface of the hole (a), fatigue microtopography at some distance from the crack initiation site (b), view of the grooved microtopography (c), facets of grain fractures with microareas of brittle and ductile intergranular failure within the HAZ (d).

ТАБЛИЦЯ 3. Середні значення мікротвердості зон натоплення.**TABLE 3.** Average microhardness values of the deposition zones.

Зона контролю	Н, мм	Середні значення мікротвердості зразків, <i>HV</i>					
		Група 1			Група 2		
		1	2	3	4	5	6
Натоплений шар	0,5	–	363 ± 18,6	–	355 ± 13,4	371 ± 12,3	357 ± 10,8
Зона термічного впливу	2	431 ± 19,5	376 ± 19,6	422 ± 7,44	346 ± 3,68	425 ± 24,0	371 ± 15,3
	3,5	422 ± 6,6	406 ± 6,4	418 ± 8,48	366 ± 11,9	415 ± 10,1	381 ± 25,0
	5	323 ± 10,0	421 ± 5,12	421 ± 5,76	370 ± 12,4	438 ± 8,1	375 ± 19,0
Основний метал	6	364 ± 18,9	389 ± 24,16	378 ± 12,8	413 ± 16,3	445 ± 9,2	412 ± 8,48

ках: у натопленому шарі, ЗТВ та в основному металі. Одержані результати наведено в табл. 3.

Згідно з проведеними дослідженнями мікрошліфів було одержано наступні результати. Зона натоплювання всіх зразків складалася з великих витягнутих β -зерен (500–600 мкм), орієнтованих у напрямку тепловідведення, з Відманштеттеновою структурою, яка утворилася внаслідок дифузійного перетворення в β -титані після ЛТО.

Частина мартенситної α' -фази, що утворилася під час гартування, частково розклася, утворивши тонкі пластини α -фази в матриці β -фази. Як видно з рисунка 13, мікроструктури натоплених шарів зразків другої групи дещо відрізняються: α -пластини в натопленому шарі зразка 5 мають більш тонкі виділення α' -фази в порі-

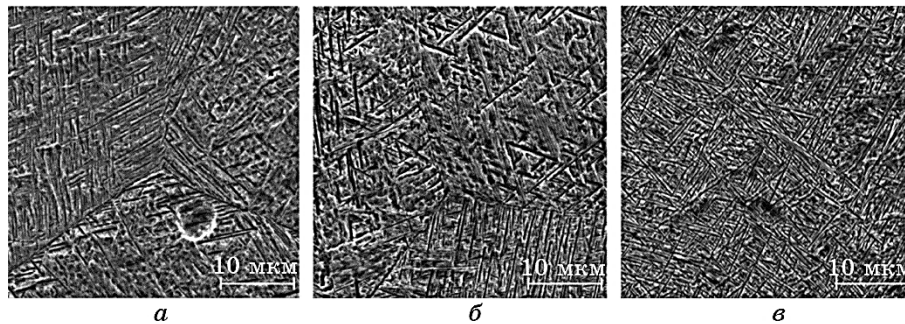


Рис. 13. Мікроструктура області натоплювання після ЛТО зразків 4 (а), 6 (б) та зразка 5 (в) другої групи.

Fig. 13. Microstructure of the deposited layer area after local thermal treatment of specimens 4 (a), 6 (b), and specimen 5 (c) of the second group.

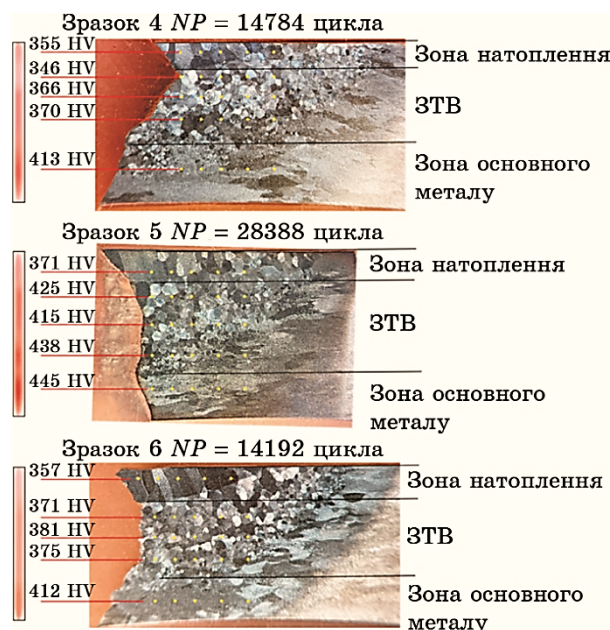


Рис. 14. Результати мірювання мікротвердості зразків 4–6 другої групи.

Fig. 14. Results of microhardness measurements of specimens 4–6 of the second group.

внянні зі зразками 4, 6, що вказує на незначні відхилення під час проведення ЛТО. Мірювання мікротвердості нагрітого шару цієї групи показало, що значення мікротвердості зразка 5 дещо відрізняється від значень для зразків 4, 6.

У більшості зразків у ЗТВ після ЛТО було сформовано двофазну структуру, що включала α - й β -фази. Формування двофазної структури є наслідком відносно повільного охолодження зразків на повітрі під час старіння. Це сприяло перетворенню високотемпературної β -фази, що утворилася під час гартування, в рівноважну α -фазу та залишкову матрицю β -фази. Мірювання показали незначні варіації значень мікротвердості зразків другої групи у ЗТВ. Виявлені відхилення мікротвердості другої групи можуть вказувати на незначну ліквідацію легувальних елементів під час ЛТО (рис. 14).

Порівняння зразків двох груп не проводилося через руйнування зразків першої групи в перехідній зоні нагрівання–основний метал.

4. ВИСНОВКИ

Проведені фрактографічна та металографічна аналізи зруйнованих під час проведення втомних випробувань зразків зі ступу ВТ22

уможливили зробити наступні висновки.

Зразки першої групи мали недостатній захист під час натоплювання, що призвело до руйнування в зоні стоплення з основним металом.

Натоплювання присадним дротом ВТ22св у середовищі аргону під впливом змінного зовнішнього магнетного поля уможливило досягти гарних результатів в плані мінімізації глибини протоплення, зони термічного впливу та дефектів зварювання, а саме, пор у натопленому шарі.

Значна розбіжність в напрацюванні зразків другої групи може бути зумовленою розташуванням пор у натопленому шарі відносно отвору. Виявлені пори, діаметер яких знаходився в межах 0,05–0,10 мм, істотно вплинули на механічні властивості та витривалість зразків. Пори слугували концентраторами напружень, що сприяли зародженню та розвитку тріщин, зменшуючи загальну стійкість до втомного руйнування.

У зразках 4 та 6 тріщини починалися від пор у зоні натоплювання, що свідчить про їхній значний вплив на процес руйнування. Зразок 5, який мав менш пористий натоплений шар, демонстрував ліпшу стійкість і більш рівномірний мікрорельєф зламів, що може свідчити про ліпшу якість натопленого шару та меншу концентрацію напружень після ЛТО.

Загалом відмінна якість натоплення, незначна кількість пор діаметром в межах 0,1 мм й ефективність ЛТО сприяли поліпшенню механічних властивостей зразків другої групи, що забезпечило їхню тривалу експлуатацію.

Технологія відновлення поверхні має великий потенціал для ремонту та відновлення високонавантажених компонентів, що мають знос. Це може включати лопатки турбін, корпуси двигунів, панцеровані елементи та інші критично важливі деталі. Використання цієї технології дає змогу ефективно відновлювати наявні компоненти в різних галузях промисловості, знижуючи витрати на виробництво нових деталей і загальні експлуатаційні витрати. Крім того, відновлення деталей із застосуванням ЛТО сприяє підвищенню надійності та бойової готовності військової техніки, що є ключовим для забезпечення обороноздатності країни в наш час.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. С. Г. Глазунов, В. Н. Моисеев, *Конструкционные титановые сплавы* (Москва: Металлургия: 1969).
2. И. В. Горынин, Б. Б. Чечулин, *Титан в машиностроении* (Москва: Машиностроение: 1990).
3. У. Цвиккер, *Титан и его сплавы* (Москва: Металлургия: 1979) (пер. з нім.).
4. С. М. Гуревич, В. Н. Замков, В. Е. Блащук, Н. А. Кушніренко,

- Г. К. Харченко, Ю. К. Новиков, В. П. Прилуцкий, В. К. Сабокаръ,
В. Б. Волков, *Металлургия и технология сварки титана и его сплавов*
(Киев: Наукова думка: 1986).
5. Р. Ф. Войтович, Э. И. Головко, *Высокотемпературное окисление титана и его сплавов* (Киев: Наукова думка: 1984).
 6. С. М. Гуревич, В. Н. Замков, Н. А. Кушниренко, *Актуальные проблемы сварки цветных металлов* (Киев: Наукова думка: 1980).
 7. В. П. Прилуцкий, С. Л. Шваб, И. К. Петриченко, С. В. Ахонин,
С. Б. Руханский, И. А. Радкевич, *Автоматичне зварювання*, № 9: 10 (2016).
 8. В. П. Прилуцкий, С. В. Ахонин, С. Л. Шваб, И. К. Петриченко,
И. А. Радкевич, С. Б. Руханский, С. Л. Антонюк, *Автоматичне зварювання*,
№ 1: 39 (2017).
 9. P. E. Markovskyy, *Key Eng. Mater.*, **436**: 185 (2010).
 10. О. М. Івасишин, П. Є. Марковський, І. М. Гавриш, О. П. Карасевська, *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, № 1: 60 (2014).
 11. А. О. Горпенко, О. І. Семенець, *Успіхи матеріалознавства*, № 7: 27 (2023).

REFERENCES

1. S. G. Glazunov and V. N. Moiseev, *Konstruktivnyye Titanovyye Splavy* [Constructional Titanium Alloys] (Moskva: Metallurgiya: 1969) (in Russian).
2. I. V. Gorynin and B. B. Chechulin, *Titan v Mashinostroyenii* [Titanium in Mechanical Engineering] (Moskva: Mashinostroenie: 1990) (in Russian).
3. U. Zwicker, *Titan i Yego Splavy* [Titanium and Its Alloys] (Moskva: Metallurgiya: 1979) (Russian translation).
4. S. M. Gurevich, V. N. Zamkov, V. E. Blashchuk, N. A. Kushnirenko,
G. K. Kharchenko, Yu. K. Novikov, V. P. Prilutskiy, V. K. Sabokar', and
V. B. Volkov, *Metallurgiya i Tekhnologiya Svarki Titana i Yego Splavov* [Metallurgy and Welding Technology of Titanium and Its Alloys] (Kiev: Naukova Dumka: 1986) (in Russian).
5. R. F. Voytovich and E. I. Golovko, *Vysokotemperaturnoye Okislenie Titana i Yego Splavov* [High-Temperature Oxidation of Titanium and Its Alloys] (Kiev: Naukova Dumka: 1984) (in Russian).
6. S. M. Gurevich, V. N. Zamkov, and N. A. Kushnirenko, *Aktual'nyye Problemy Svarki Tsvetnykh Metallov* [Current Issues of Welding Non-Ferrous Metals] (Kiev: Naukova Dumka: 1980) (in Russian).
7. V. P. Prilutskiy, S. L. Shvab, I. K. Petrichenko, S. V. Akhonin,
S. B. Rukhanskiy, and I. A. Radkevich, *Avtomatychne Zvaryuvannya*, No. 9:
[10 \(2016\)](#) (in Ukrainian).
8. V. P. Prilutskiy, S. V. Akhonin, S. L. Shvab, I. K. Petrichenko,
I. A. Radkevich, S. B. Rukhanskiy, and S. L. Antonyuk, *Avtomatychne Zvaryuvannya*, No. 1: 39 (2017) (in Ukrainian).
9. P. E. Markovskyy, *Key Eng. Mater.*, **436**: [185 \(2010\)](#).
10. О. М. Івасишин, П. Є. Марковський, І. М. Гавриш, and О. П. Карасевська, *Physicochemical Mechanics of Materials*, No. 1: 60 (2014) (in Ukrainian).
11. А. О. Горпенко and О. І. Семенець, *Uspikhy Materialoznavstva*, No. 7: [27 \(2023\)](#) (in Ukrainian).